

УДК: 666. 792. 34: 539. 3

О.Н. Григорьев, Л.М. Мелах, А.В. Коротеев, С.М. Иванов, Н.Д. Бега, В.А. Котенко*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины***УДАРСТОЙКАЯ КЕРАМИКА СИСТЕМЫ $B_4C-TiSi_2$**

Для керамики системы $B_4C-TiSi_2$ получены данные, подтверждающие перспективность разработки ударостойкой керамики, сочетающей жесткие (карбид бора) и «мягкие» компоненты. В процессе реакционного горячего прессования керамики добавки вторых, кремний-содержащих фаз, обеспечивали требуемый фазовый состав спекаемого материала. В изучаемой системе химические взаимодействия компонентов способствуют образованию жидкой фазы на основе силицида бора, которая в дальнейших взаимодействиях при изотермической выдержке и охлаждении образует зернограничную наноструктурную фазу, близкую к силицидам бора на основе твердых растворов Si-B-C. Реализация жидкофазного спекания приводит к ускорению усадки при температурах порядка $1700^\circ C$ и обеспечивает низкотемпературные режимы горячего прессования. Получаемая керамика в зависимости от состава имеет уровень твердости 17-20 ГПа (при нагрузке на индентор 200 Н), прочность при изгибе до 500 МПа.

Ключевые слова: ударостойкая керамика, горячее прессование, механические свойства
Форм. 3. Рис. 5. Лит. 5

О.М. Григорьев, Л.М. Мелах, О.В. Коротеев, С.М. Иванов, М.Д. Бега, В.А. Котенко**УДАРСТІЙКА КЕРАМІКА СИСТЕМИ $B_4C-TiSi_2$**

Для кераміки системи $B_4C-TiSi_2$ отримані дані, що підтверджують перспективність розробки ударостійкої кераміки, що поєднує жорсткі (карбід бору) і «м'які» компоненти. Кераміку отримували в режимі реакційного гарячого пресування в процесі якого добавки других, кремній-вміщуючих фаз, забезпечували необхідний фазовий склад матеріалу, що спікається. У досліджуваній системі хімічні взаємодії компонентів сприяють утворенню рідкої фази на основі силициду бору, яка в подальших взаємодіях при ізотермічній витримці і охолодженні утворює зернограничну наноструктурну фазу, близьку до силициду бору на основі твердих розчинів Si-B-C. Реалізація жидкофазного спікання призводить до прискорення усадки при температурах порядку $1700^\circ C$ і забезпечує низькотемпературні режими гарячого пресування. Отримана кераміка залежно від складу має рівень твердості 17-20 ГПа (при навантаженні на індентор 200 Н), міцність при вигині до 500 МПа.

Ключові слова: ударостійка кераміка, гаряче пресування, механічні властивості

O.N. Grigoriev, L.M. Melakh, A.V. Koroteev, S.M. Ivanov, N.D. Bega, V.A. Kotenko **$B_4C-TiSi_2$ SYSTEM SHOCK-RESISTANT CERAMICS**

Ceramic system $B_4C-TiSi_2$ obtained evidence promising development shock-resistant ceramics, combining hard (boron carbide) and "soft" components. Ceramics obtained reaction hot pressing mode during which the second additive, the silicon-containing phases, provided the desired phase composition of the sintered material. In the study of chemical interaction between the components contribute to the formation of the liquid phase based on boron silicide, which is further reacted with isothermal holding and cooling forms a grain boundary phase nanostructured close to silicides boron-based solid solutions of Si-B-C. Implementation of the liquid phase sintering results to faster shrinkage at temperatures of about $1700^\circ C$ and provides a low-temperature hot pressing modes. The resulting ceramic composition depending on the level of hardness is 17-20 GPa (load on the indenter at 200 N), the flexural strength of 500 MPa.

Keywords: shock-resistant ceramics, hot pressing, mechanical properties

Постановка проблеми. Разработка новых керамических ударостойких материалов напрямую связана с решением задачи оптимизации их состава и структуры с целью повышения сопротивления внедрению ударников. Выполненный ранее анализ механизмов сопротивления керамики внедрению ударников при баллистическом ударе и при квазистатическом нагружении [1] позволил впервые сформулировать требования к броневой керамике, как к объекту, сопротивление которого глубокому прониканию в значительной степени определяется работой уплотнения разрушенного (до порошка) материала преграды, образующегося в приконтактной с ударником области. Было показано, что максимизация работы уплотнения имеет место в композитах с керамической матрицей, которые объединяют "жесткие" и "мягкие" компоненты. При этом в композитах на основе карбида бора сопротивление прониканию может быть в два раза и более раз более высоким, чем у монофазного карбида бора. Именно поэтому высокое сопротивление прониканию проявляется у известных материалов броневых назначения TiN-AlN и SiC-Si (самосвязанного карбида кремния). В рамках этого эффекта авторами разработан ряд новых броневых материалов (карбид бора - карбид кремния, карбид бора - нитрид кремния, карбид бора - силициды титана, карбид бора - борид кальция), перспективных для использования в средствах индивидуальной защиты. Другая, уже технологическая задача - снижение температур спекания и, соответственно, себестоимости изделий. В настоящей работе эта задача решается с помощью

реакционного горячего прессования карбида бора с примесью некоторых соединений, содержащих кремний, что позволяет выполнить спекание в режиме с исчезающей жидкой фазой на основе силицидов бора при температуре порядка 1700°C, т.е. на 400 градусов ниже, по сравнению с режимами горячего прессования собственно карбида бора.

Цель статьи: анализ кинетики процесса уплотнения при реакционном горячем прессовании композиционного материала и механических характеристик системы $B_4C-TiSi_2$

Изложение основного материала. В работе рассматривались композиции, составы которых приведены в таблице 1. Для приготовления образцов использовали технические порошки B_4C (ДСТ 5744-74) абразивного назначения производства Запорожского абразивного комбината (Украина) со средним размером частиц 40 мкм и содержанием свободного углерода $C_b \approx 0,5\%$. Также использовали порошки дисилицида титана $TiSi_2$ производства Донецкого завода химреактивов (Украина) (средний размер частиц 60 мкм, содержание $TiSi_2 > 97\%$) и, в качестве добавки, которая активирует спекание, порошок кремния Si чистотой $>99\%$ (средний размер частичек 100 мкм) производства Запорожского абразивного комбината.

Таблица 1.

Состав исходных шихт.

Маркировка	Состав смеси, мас.%			
	B_4C	$TiSi_2$	Si	C
S3	63	27	10	-
S4	52	35	13	-
S31	66,7	28,6	-	4,7
S32	70	30	-	-
S33	66,3	28,4	5,3	-
S34	62,9	27	10,1	-
S35	60,9	26,1	13	-

Исследовали процесс фазообразования при спекании шихт указанных составов, в которых поддерживается постоянным соотношением $B_4C: TiSi_2 = 70\text{мас.}\% : 30\text{мас.}\%$ и дополнительно вводится углерод (в виде сажи) или разное количество кремния.

В процессе смешивания происходил дополнительный размол частиц с увеличением реакционной поверхности, что способствует улучшению спекания изделий. Смешивание проводили с использованием планетарной мельницы, барабан которой футерован твердыми сплавами. В качестве размольных тел использовали шары из TiB_2 . Для ускорения

процесса размешивания и предупреждения окисления компонентов размешивание проводили в среде ацетона. Режимы размешивания подбирали таким образом, чтобы конечный размер частиц был равен ≤ 2 мкм.

Образцы были изготовлены на установке СПД-120 под давлением 30 МПа. При этом создавалась защитная газовая среда из смеси газов CO и CO_2 при горении углерода пресс-формы и графитового нагревателя. Температура поддерживалась в интервале 1750-1800°C. После горячего прессования проводилась размерная алмазная обработка керамики с получением образцов с размерами $4 \times 4,5 \times 36$ мм.

Исследования составов и характеристик структуры керамики выполняли с помощью методов рентгеновской дифрактометрии, оптической и растровой электронной микроскопии.

Прочность образцов определяли по схеме трехточечного изгиба с базой 30 мм. Для измерения твердости HV образцов использовали шлифы с поверхностью перпендикулярной направлению приложения давления при горячем прессовании. В соответствии с методами индентирования при высоких нагрузках на индентер [2, 3] определяли величины контактной прочности керамики при растяжении и сжатии, которые, в модели внедрения при ударе [4], являются непосредственными параметрами определяющими сопротивление керамики внедрению ударников.

Уплотнение керамики при горячем прессовании. Метод реакционного горячего прессования объединяет традиционное горячее прессование с прохождением химических реакций в спекаемом материале, что позволяет снизить температуры, при которых достигается плотное беспористое состояние и обеспечить получение мелкозернистой и однородной структуры материала.

В данной работе исходили из возможности образования во время процесса спекания таких фаз как B_4Si и B_6Si в рамках реакций взаимодействия компонентов типа:



Исходя из этого соотношения был проведен расчет исходной шихты (таблица 1), в которую для связывания свободного углерода также вводили дополнительно кремний (составы S3 и S4, и их варианты S33-S35).

На первом этапе исследования проводили на модельных смесях: 1) 75 об.% B_4C + 25 об.% $TiSi_2$; 2) 65 об.% B_4C + 35 об.% $TiSi_2$. Исследование процесса горячего прессования этих смесей (рис. 1) позволило установить два температурных интервала, в которых имеет место высокая скорость уплотнения, характерная для спекания в присутствии исчезающей жидкой фазы. Для состава № 2 это наблюдается при температурах 1520-1550 $^{\circ}C$ и 1680-1750 $^{\circ}C$. Для материала состава №1 с пониженным количеством силицида титана зависимость усадки от температуры прессования имеет более плавный характер и выявляемые участки высоких скоростей уплотнения смещены в область более высоких температур. Можно сделать вывод, что в шихте №2 скорость усадки увеличивается с увеличением содержания кремния и силицидных фаз, которые и образуют жидкую фазу.

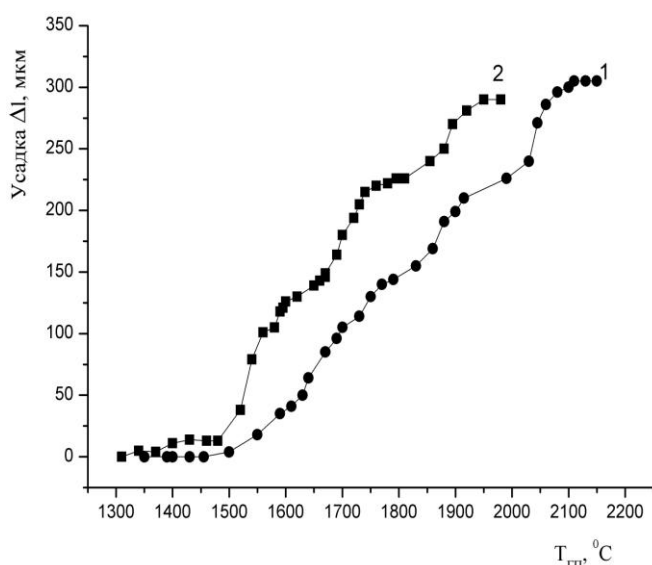


Рис. 1. Зависимость усадки Δl от температуры горячего прессования для модельных шихт составов 1) 75 об.% B_4C + 25 об.% $TiSi_2$ и 2) 65 об.% B_4C + 35 об.% $TiSi_2$.

Для ряда составов (S31; S33; S35 - табл. 1) анализ зависимостей усадки от температуры горячего прессования показывает, что с уменьшением содержания кремния в шихте и при введении углерода, интенсивность усадочных процессов при низких температурах 1500-1600 $^{\circ}C$ уменьшается. А интенсивный процесс уплотнения при температурах 1750-1850 $^{\circ}C$ сохраняется, что приводит к получению беспористых образцов указанных составов при температуре горячего прессования 1850 $^{\circ}C$, давлении прессования 30 МПа и времени выдержки 20 минут.

Фазовый состав материалов на основе системы $B_4C-TiSi_2$. Фазообразование при горячем прессовании изучено по рентгенограммам образцов, полученных при температурах 1250-2100 $^{\circ}C$. Было обнаружено, что исходные шихты после размола содержали, кроме заданных, незначительное количество дополнительных фаз в виде силицида титана Ti_5Si_3 , карбида и бориды титана, оксидов

титана и кремния, присутствие которых связано с частичным окислением и механоактивационным синтезом при размоле порошков. При этом имеет место как окисление первичных фаз (в первую очередь силицида титана), так и синтез небольшого количества карбида и бориды титана.

Результаты фазового анализа горячепрессованных образцов показали, что в соответствии с реакцией (1), действительно наблюдается образование вторичных диборида титана и карбида кремния (разные его α - и β -модификации, в зависимости от температуры спекания). На рентгенограммах обнаруживается также свободный углерод, присутствующий обычно в гетерофазных материалах на основе карбида бора. Но, ни в одном из исследованных образцов не были найдены кристаллические силициды бора (B_4Si или B_6Si в зависимости от температуры спекания). Хотя особенности кинетики горячего прессования – наличие двух участков ускорения скорости усадки в температурных интервалах 1350-1400 $^{\circ}C$ и 1750-1800 $^{\circ}C$ – указывают на их возможное образование.

Однако, в эксперименте по горячему прессованию шихты S4 при температуре $T=1700^{\circ}C$, в котором имело место разрушение прессформы, в окрестности образца были обнаружены каплеобразные выделения затвердевшей выдавленной из объема спекаемого образца жидкой фазы, микроанализ которой выявил присутствие элементов Si-B-C.

Учитывая высокую скорость охлаждения этого материала, он имеет рентгеноаморфную либо нанокристаллическую структуру. Первый размытый дифракционный максимум на угле $2\theta \approx 12^{\circ}$ приблизительно совпадает с дифракционной линией $d=7,37\text{\AA}$ боросилицидной фазы, которая содержит 40-60 ат.% бора, и имеет, согласно диаграмме состояния бор-кремний,

температуру плавлення в області 1700-1750⁰С. Анализ уширения этого максимума с помощью формулы Селякова – Шерера дает размер зерен 3-4 нм. Это подтверждает механизм реакционного спекания исследуемой керамики с формированием исчезающей жидкой фазы расходуемой при взаимодействии с окружающими компонентами на формирование гетерофазной структуры со вторичными фазами в виде боридов титана, карбидов титана и кремния, а также остаточного углерода. Остаточные количества практически рентгеноаморфных боросиликатов на рентгенограммах конечных горячепрессованных образцов рентгенографически не выявляются в виду высокого порога их обнаружения из-за углового уширения рефлексов.

Зеренная структура материалов на основе системы $B_4C-TiSi_2$. Типичная микроструктура керамики представлена на рисунке 2. Анализ микрофотографий показывает, что существенная пористость образцов проявляется только при температурах горячего прессования ниже 1700⁰С, увеличение температуры горячего прессования до 1800⁰С позволяет получить практически беспористые образцы или образцы с незначительной пористостью (порядка 1-2%). На микрофотографиях карбиды бора и кремния представлены зернами черного и серого цвета, борид титана (белая фаза) распределен в виде включений достаточно однородно по объему. Размер зерен обнаруженных фаз не превышает 10 мкм. Внедрение индентора твердости при использовании больших нагрузок на индентор (в интервале 50-200 Н) сопровождается хрупким разрушением непосредственно в области участка контакта (рис. 2б). Анализ областей разрушения при индентировании показал, что разрушение носит интеркристаллитный характер, с распространением трещин между зернами карбида бора по межзеренным прослойкам.

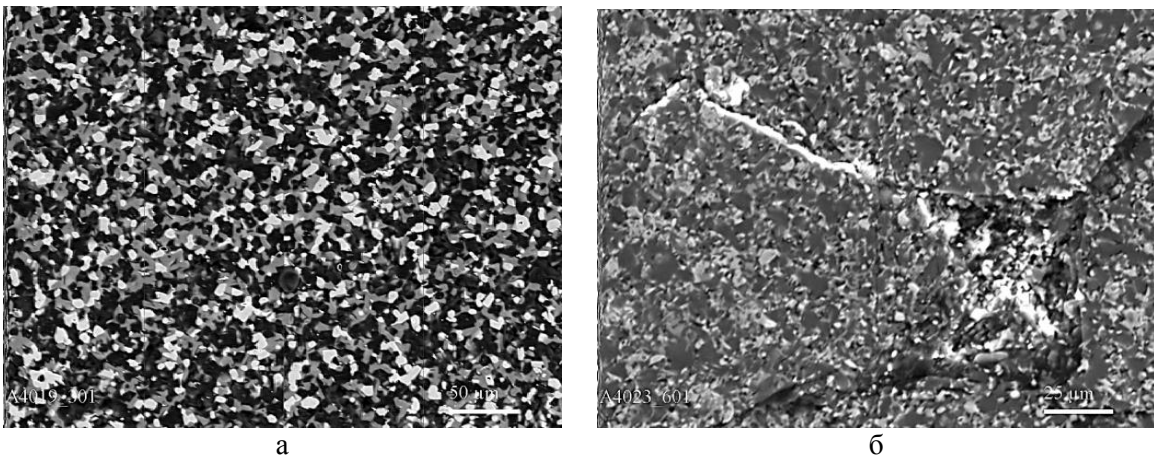


Рис. 2. Микроструктура образцов состава 52 мас.% B_4C +35 мас.% $TiSi_2$ +13 мас.% Si (а) и 66,3 мас.% B_4C +28,4 мас.% $TiSi_2$ +5,3 мас.% Si (б) (с областями разрушения у отпечатков твердости).

Так как исследуемые материалы являются перспективными в качестве стойких к ударным нагрузкам, то был измерен ряд важных механических характеристик: прочность при изгибе, твердость в зависимости от нагрузки, трещиностойкость, а также, в соответствии с [2], контактная прочность при растяжении и сжатии, микроструктурная прочность.

Прочность при изгибе. Значения прочности полученной керамики, измеренные на горячепрессованных образцах при режимах близких к оптимальным, представлены в таблице 2. Величины прочности до 500-520 МПа определяются, в первую очередь, микроструктурной и фазовой неоднородностью керамики.

Таблица 2.

Прочность при изгибе исследуемой керамики					
Материал	S 31	S 32	S 33	S 34	S 35
Прочность, МПа	450	490	520	500	420

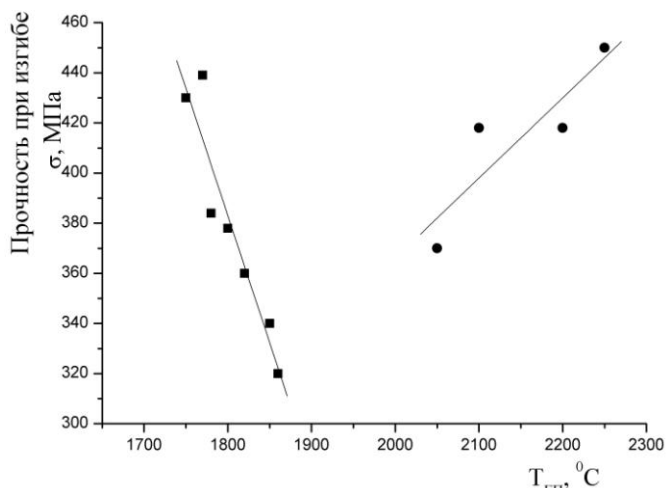


Рис. 3. Зависимость прочности на изгиб σ от температуры горячего прессования T для образцов состава 52 мас.% V_4C +35 мас.% $TiSi_2$ +13 мас.% Si .

Особый интерес представляет анализ прочности в зависимости от температуры горячего прессования (рис. 3). Из рисунка видны два температурных интервала получения керамики: 1) - низкотемпературный (порядка 1700° - $1800^{\circ}C$), т.е. при спекании в присутствии исчезающей жидкой фазы и с величинами прочности порядка 500 МПа, с последующим ее снижением с увеличением температуры; 2) - при температурах изотермической выдержки выше $2000^{\circ}C$, когда имеет место традиционное твердофазное спекание с обеспечением высокой прочности только при температурах выше $2000^{\circ}C$. При этом обнаруживается зависимость прочности от массового количества кремния в керамике, что определяет содержание вторых

кремний-содержащих фаз в композите. Оптимальное количество кремния в шихте - 6-7%.

Твердость керамики. В горячепрессованном карбиде бора высокая твердость и сопротивление внедрению обнаруживаются только при малых нагрузках на индентер ($HV \sim 30-35$ ГПа при $P < 2N$), а при переходе к высоким нагрузкам ($P > 200N$) величина твердости падает до значений менее 13 ГПа из-за макроразрушения в области внедрения, когда становится невозможным определить и саму величину твердости. В рассматриваемом композиционном материале на основе карбида бора новообразованные фазы на основе силицидов бора являются относительно «мягкими» тугоплавкими соединениями с соотношением твердости по Мейеру к модулю нормальной упругости HM/E более низким, чем у V_4C . Тем не менее, в зависимости от их состава и объемного содержания, значения макротвердости находятся в интервале 14-20 ГПа в широком интервале нагрузок на индентер (50-200 Н), т.е. на уровне много большем, чем в однофазном карбиде бора. Важнейшей является обнаруживаемая слабая зависимость твердости от нагрузки, что означает высокое сопротивление керамики внедрению из-за затрудненности процессов макроразрушения в исследуемой керамике [1]. Наибольшие значения твердости наблюдаются у образцов состава S32 (не содержащих добавочные количества кремния).

В ранних работах [2, 3] были введены контактные прочности керамики при растяжении и сжатии, определяемые по числам твердости и размеру областей разрушения в области внедрения индентеров, а также известным упругим характеристикам (E и ν) материала. Эти характеристики керамики, определяющие, в первую очередь, ее сопротивление внедрению при ударе, а также другие механические свойства, представлены в таблице 3.

Таблица 3.

Значения контактной прочности и других характеристик некоторых образцов (измерения при нагрузке на индентер 200Н)

Образец	Контактная прочность при растяжении σ_r , ГПа	Контактная прочность при сжатии γ , ГПа	Микроструктурная прочность S , ГПа	Трещиностойкость K_{Ic} , МПа*м ^{1/2}
S32	0,472	4,1	0,53	5,1
S33	0,563	3,3	0,67	6,1
S35	0,478	2,7	0,58	6,1

Большой массив получаемых методом индентирования прочностных данных позволяет выполнить также статистический анализ в рамках, например, теории Вейбулла. При этом для контактной прочности при растяжении характерна масштабная зависимость прочности (ее падение при увеличении нагрузки на индентер, т. е. с ростом размера области разрушения возле отпечатка), причем значения контактной

прочности на растяжение при больших нагрузках оказываются порядка обнаруживаемых при испытаниях на изгиб.

Значение контактной прочности при сжатии (Y) находится при в интервале 2 - 4 ГПа, что характерно и для прочности обсуждаемых керамических материалов при обычных испытаниях на сжатие. Уровень Y определяется в основном значением HM , отношением HM/E и относительно слабо зависит от контактной прочности при растяжении σ_f .

Для хрупких материалов характерны значительные отличия между величинами прочности при сжатии и растяжении. Возможность определения контактной прочности хрупких материалов при сжатии и растяжении в экспериментах по индентированию стимулируют исследования природы этих отличий. Такой анализ нами выполнен с использованием представлений о микроструктурном критерии хрупкого разрушения, рассмотренного в [3]. В соответствии с [3] разрушение рассматривается как процесс накопления повреждений (микротрещин), которые образуются при условиях, что в микрообъемах материала присутствуют растягивающие напряжения II рода (σ_{11}), превышающие некоторую критическую величину S (среднее сопротивление частиц микроструктуры хрупкому разрушению). На основании предположений: 1) напряжения второго рода распределены по закону, который аппроксимируется нормальным распределением; 2) дисперсия распределения напряжений второго рода пропорциональна объемной плотности энергии упругих деформаций первого рода, авторами [20] получено соотношение, которое определяет параметр S через значение σ_f и Y :

$$S = \frac{Y \cdot \sigma_f}{Y - \sigma_f} \quad (2).$$

Увеличение параметра S , которое имеет место при близких значениях σ_f и Y (низкое отношение Y/σ_f) отвечает увеличению прочности элементов микроструктуры (зерен фаз или границ их раздела). Значения микроструктурной прочности, а также трещиностойкости, измеренной методами IF (fracture indentation) исследуемых образцов представлены в таблице 3.

В рассматриваемом случае микроструктурная прочность характеризует прочность зернограницных прослоек керамики (наноструктурного или рентгеноаморфного материала на основе силицидов бора) и оказывается порядка 500 МПа для образцов различного состава.

Как следует из таблицы 3, трещиностойкость полученной керамики находится в интервале 5-6 МПа*м^{1/2} и определяется прочностными и структурными характеристиками вышеупомянутых зернограницных прослоек на основе силицидов бора. Ранее нами был проведен анализ между микроструктурной (зернограницной) прочностью и такими прочностными характеристиками как трещиностойкость, прочность при сжатии [5]. В данном случае отметим также корреляцию между микроструктурной прочностью и контактной прочностью при растяжении получаемой керамики (рис. 4).

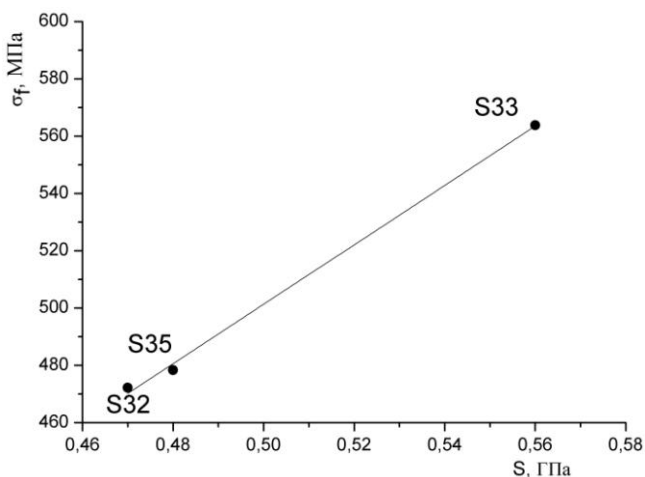


Рис. 4. Соотношения между зернограницной прочностью S и контактной прочностью при растяжении σ_f изучаемой керамики при $P=200Н$.

В рамках модели Галанова и соавторов [4], прочностные характеристики керамики (контактная прочность при сжатии и растяжении), наряду с упругими характеристиками, непосредственно определяют развивающиеся при ударе давления на площадке контакта и глубину внедрения ударника (вольфрамовый стержень), т.е. характеристики сопротивления керамики внедрению при ударе. Расчеты баллистических характеристик керамики на основе карбида бора, определяющих их броневые свойства выполнены для горячепрессованного карбида бора и изучаемых материалов керамики S32 и S33, обладающих следующими характеристиками (Табл. 4).

Таблиця 4.

Физико-механические свойства некоторых керамических материалов на основе карбида бора

№ образца	$HM_{P=200H}$, ГПа	Y , ГПа	σ_f , МПа	Плотность ρ , г/см ³	E , ГПа	Коэф. Пуассона ν	R_t , ГПа
S32	18,3	4,1	472,2	2,98	340,0	0,18	14,37
S33	16,5	3,3	563,8	2,95	340,0	0,18	12,67

Как показывают результаты расчетов для керамики S33 (66,3 мас.% B_4C +28,4 мас.% $TiSi_2$ +5,3 мас.% Si) величина сопротивления баллистическому удару R_t , согласно формуле Алексеевского-Тейга

$$P_c = \frac{1}{2} p_t U^2 + R_t = \frac{1}{2} p_p (V - U)^2 + Y_p, \quad (3)$$

оказывается примерно совпадающей с таковой у керамики из карбида бора (рис 5б) и значительно более высокой у керамики S32 (70 мас.% B_4C +30 мас.% $TiSi_2$) (5а). Оба типа новой керамики получены при температуре около 1800°C, что на 400 градусов ниже, чем при горячем прессовании других керамических материалов на основе карбида бора.

Отметим, что в рассматриваемых новых композиционных материалах на основе карбида бора новообразованные фазы на основе силицидов бора являются относительно «мягкими» тугоплавкими соединениями с соотношением твердости по Мейеру к модулю нормальной упругости HM/E более низким, чем у B_4C . Именно это и обеспечивает композитам высокие прочностные свойства и сопротивление проникновению при ударе.

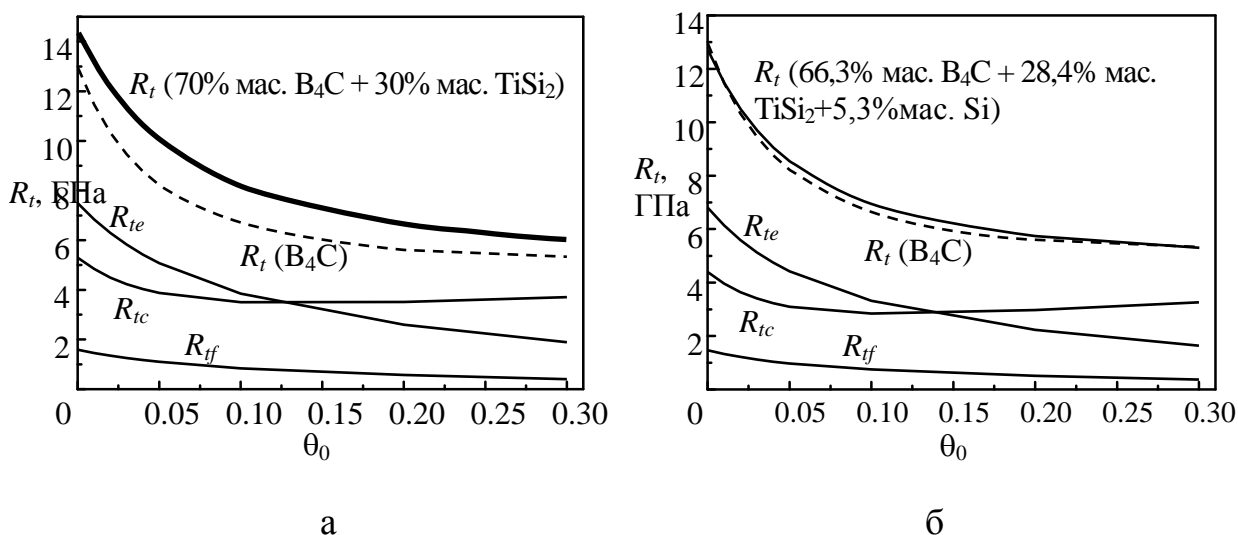


Рис. 5. Зависимости сопротивления прониканию R_t от пористости θ_0 для керамик 70 мас.% B_4C +30 мас.% $TiSi_2$ (а) и 66,3 мас.% B_4C +28,4 мас.% $TiSi_2$ +5,3 мас.% Si (б).

Выводы: 1. Изучена кинетика процесса уплотнения при реакционном горячем прессовании композиционного материала на основе системы B_4C - $TiSi_2$ и определены основные фазовые превращения в системе с образованием жидкой фазы на основе силицидов бора. На основе полученных данных разработана технология горячего прессования композиционного материала системы B_4C - $TiSi_2$ с исчезающей жидкой фазой. Установлено, что для условий опытно-промышленного производства оптимальными режимами такого процесса является температура горячего прессования 1750-1800°C, что на 300-400 градусов ниже, чем при горячем прессовании изделий из карбида бора.

2. Изучены механические свойства материала, которые свидетельствуют о высоких значениях прочности на изгиб, контактной прочности при растяжении и сжатии, микроструктурной (зернограничной) прочности и твердости, определяющих в совокупности перспективность использования изучаемой керамики в качестве ударостойких и износостойких материалов.

Литература:

1. Галанов Б.А. Деформация и разрушение сверхтвердых материалов при сосредоточенном нагружении / Б.А. Галанов, О.Н. Григорьев // Проблемы прочности.-1986.-№10.-С.34-42.
2. Григорьев О.Н. Контактная прочность и трещиностойкость хрупких материалов / О.Н. Григорьев, Б.А. Галанов, В.А. Котенко и др. // Металлофизика и новейшие технологии. - 2005.-№8.-С. 1001-1018.
3. Галанов Б.А. Статистические характеристики контактной прочности керамики / Б.А. Галанов, О.Н. Григорьев, Е.Г. Трунова // Электронная микроскопия и прочность материалов. Труды Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Серия Физическое материаловедение, структура и свойства материалов. - вып. 11. - Киев, 2001. - С. 125 - 135.
4. Галанов Б.А. Аналитическая модель индентирования хрупких материалов / Б.А. Галанов, О.Н. Григорьев // Электронная микроскопия и прочность материалов. Киев: Изд-во ИПМ НАНУ.-2006, - № 14.- С.4 – 42.
5. Григорьев О.Н. Структурообразование и механические свойства диборида циркония в присутствии активирующих спекание добавок / О.Н. Григорьев, Л.М. Меллах, Б.А. Галанов, А.В. Коротеев, Т.В. Мосина и др. // Электронная микроскопия и прочность материалов. – 2015. - №21. – С. 111-129.

Рецензенты:

Подчерняева И.А. – вед. н. сотр. ИПМ им. И.Н. Францевича НАН Украины, профессор, д. техн. наук.

Гогоци Г.А. - вед. н. сотр. ИПМ им. Г.С. Писаренка НАН Украины, профессор, д. техн. наук.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2017.